

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-175919

(43) 公開日 平成11年(1999) 7月2日

(51) Int. Cl.⁶

G 1 1 B 5/39

識別記号

F I

G 1 1 B 5/39

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 4 頁)

(21) 出願番号 特願平9-335284

(22) 出願日 平成9年(1997)12月5日

(71) 出願人 000005108

株式会社日立製作所

東京都千代田区神田駿河台四丁目6番地

(72) 発明者 荒井 礼子

東京都国分寺市東恋ヶ榎一丁目280番地

株式会社日立製作所中央研究所内

(72) 発明者 添谷 進

東京都国分寺市東恋ヶ榎一丁目280番地

株式会社日立製作所中央研究所内

(74) 代理人 弁理士 小川 勝男

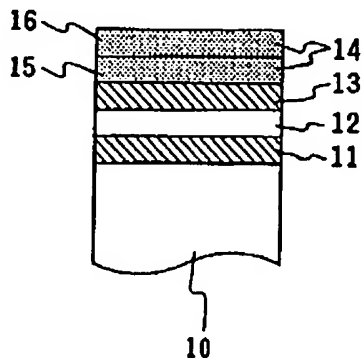
(54) 【発明の名称】 磁気抵抗効果型磁気ヘッド

(57) 【要約】

【課題】 高感度対応の磁気抵抗効果型磁気ヘッドに適用できる反強磁性材として、高交換結合磁界、高ブロッキング温度で薄膜可能な反強磁性膜を提供することを目的とする。

【解決手段】 磁気抵抗効果膜の反強磁性層をorder系の反強磁性層とdisorder系の反強磁性層との積層構造とし、それぞれの膜厚を5nm以下、10nm以下に形成することにより達成される。

図 1



【特許請求の範囲】

【請求項1】 磁気抵抗効果を呈する強磁性層と、該強磁性層に密着する反強磁性層を備えた磁気抵抗効果型ヘッドにおいて、該反強磁性層が第1と第2の反強磁性層からなり、該強磁性層に直接接する第1の反強磁性層の膜厚が10～50Åのorder系Mn合金からなり、第2の反強磁性層の膜厚が30～100Åのdisorder系のMn合金からなることを特徴とする磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項2】 該第1の反強磁性層のMn合金は、Pt、Ni、Rh、Ru、Au及びPdの少なくとも1種以上を含むことを特徴とする請求項1記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項3】 該第2の反強磁性層のMn合金は、Pt、Ni、Ir、Rh、Ru、Co、Fe及びPdの少なくとも1種以上を含むことを特徴とする請求項1に記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項4】 該第1の反強磁性層のMn合金の組成は、Mn40～60at%であることを特徴とする請求項1及び2記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【請求項5】 該第2の反強磁性層のMn合金の組成は、Mn50～95at%であることを特徴とする請求項1及び3記載の磁気抵抗効果型ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、磁気媒体から情報信号を読み取るための磁気抵抗効果を利用した磁気抵抗効果ヘッドに関するものである。

【0002】

【従来の技術】 磁気記録の高密度化に伴い、高感度な再生用ヘッドが求められており、その再生ヘッドとしては、磁気抵抗効果(MR)を利用した磁気抵抗効果型ヘッドが用いられている。現在磁気ディスク装置に搭載されているMRヘッドは、磁性膜の磁化の方向と信号検出電流とのなす角度に依存して抵抗が変化する異方性磁気抵抗効果が用いられている。MRヘッドにおいて、外部磁界を感知して抵抗が変化する部分(感磁部)にはNiFe膜が用いられており、その磁気抵抗変化率は最大で約3%である。そのため、数Gb/in²程度の高面記録密度になるとこの異方性磁気抵抗効果を用いたMRヘッドでは感度不足になることが予想され、より高感度な磁気抵抗変化を示すものが要求されている。

【0003】 近年、Co/Cu、Fe/Cr或いはNiFe/Cuのように強磁性膜と非磁性導電性膜とを交互に積層させた多層構造で、強磁性膜間の反強磁性的結合を利用して巨大な磁気抵抗効果(GMR)が得られることが報告された。しかしながら、この磁気抵抗変化率を得るために必要な飽和磁界は数kOeと非常に高く、実際のMRヘッドに適用するには困難である。

【0004】 一方、2層の強磁性膜を非磁性導電性膜で分離し、一方の強磁性膜に反強磁性膜を隣接して磁化の

方向を固定させ、もう一方の強磁性膜が外部磁界により磁化反転し、2層の強磁性膜の互いの磁化方向のなす角度によって高い磁気抵抗変化が得られることが報告されている(米国出願7-62534号、1990年12月11日出願)。これはスピンバルブ(SV)構造と呼ばれ、比較的小さな磁界で飽和し、次世代の磁気ヘッド用磁気抵抗効果膜として現在最も注目されている。

【0005】 スピンバルブ膜に用いられる反強磁性膜として、一般にdisorder系の反強磁性膜であるFeMn合金、MnIr合金が知られている。disorder系は、膜厚が数nmでも交換結合磁界が得られること、熱処理を施す必要が無いことなどの利点がある一方、ブロッキング温度が低く、又耐熱性が悪いため、膜作製プロセス中の温度上昇により交換結合磁界が変化してしまうという問題がある。

【0006】 一方、特開平6-76247号公報記載のorder系の反強磁性膜であるNiMn合金は、ブロッキング温度が約400℃と高く、膜作製プロセス中の温度上昇にも、安定で良好な交換結合磁界が得られる。しかし、交換結合磁界を得るための熱処理が240～260℃で10数時間必要なこと、膜厚が20nmまでしか薄く出来ないことなどの問題がある。

【0007】 1997年6月に公開された特開平9-147325号公報には、この反強磁性膜としてPtMn合金、RhMn合金、IrMn合金を用いて熱処理を施した磁気抵抗効果型磁気ヘッドを開示している。これは、上記反強磁性膜を熱処理することによって強磁性膜との界面に拡散層を生成し、高ブロッキング温度で交換結合磁界が高く、しかも従来のorder系の反強磁性膜に比べて薄膜化できるというものである。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】 本発明の目的は、高感度用磁気抵抗効果ヘッドに適用できる反強磁性材として、交換結合磁界が高く高ブロッキング温度で、しかも温度特性にすぐれ、15nm以下に薄膜化できる反強磁性膜を提供することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】 上記目的は、磁気抵抗効果を呈する強磁性層と、該強磁性層に密着する反強磁性層を備えた磁気抵抗効果型ヘッドにおいて、該反強磁性層が第1と第2の反強磁性層からなり、該強磁性層に直接接する第1の反強磁性層を膜厚10～50Åのorder系Mn合金とし、第2の反強磁性層を膜厚30～100Åのdisorder系のMn合金とすることで達成できる。

【0010】 更に、該第1の反強磁性層のMn合金が、Pt、Ni、Rh、Ru、Au及びPdの少なくとも1種以上を含むこと、該第2の反強磁性層のMn合金が、Pt、Ni、Ir、Rh、Ru、Co、Fe及びPdの少なくとも1種以上を含むことで達成できる。また、該第1の反強磁性層のMn合金の組成を、Mn40～60

at%とすること、該第2の反強磁性層のMn合金の組成を、Mn50~95at%とすることで達成できる。

【0011】

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施例を示す。

【0012】（実施例）本発明に従うスピナバルブ膜の概略図を図1に示す。

【0013】図1に示されるスピナバルブ構造の磁気抵抗効果膜10は、第1の強磁性膜11、非磁性導電性膜12、第2の強磁性膜13及び反強磁性膜14から構成されている。第1の強磁性膜11と第2の強磁性膜13の面内磁化は、外部磁界が印加されていない状態でお互いに対して90度傾いた方向に向けられている。さらに第2の強磁性膜13は、反強磁性膜14によって、好ましい方向に磁化が固定されている。媒体からの磁界により、第1の強磁性膜11の磁化は自由に回転し、それにより抵抗変化が生じて出力が発生する。

【0014】本発明によると、反強磁性膜14は、order系のMn合金からなる第1の反強磁性膜15とdisorder系のMn合金からなる第2の反強磁性膜16からなる。また、上記磁気抵抗効果膜10を基板側から反強磁性膜14/第2の強磁性膜13/非磁性導電性膜12/第1の強磁性膜11とすることも出来る。更に、第1及び第2の強磁性膜の一方あるいは両方を2層以上の構造にすることも可能である。

【0015】スピナバルブ型磁気抵抗効果膜10を用いた本発明の一実施例を図2に説明する。基板21の上に、磁気抵抗効果膜10の配向性を良くするための下地*

*膜22であるTa5nm、第1の強磁性膜11であるNiFe5nm、Co2nm、非磁性導電性膜12であるCu2nm、第2の強磁性膜13であるCo3nm、第1の反強磁性膜15であるMnPt3nm、第2の反強磁性膜16であるMnIr6nm、さらに保護膜24であるTa5nmを順次形成し、所定の形状にパターンニングする。このときのMnPtの組成は、50Mn-50Pt(at%)、MnIrの組成は80Mn-20Ir(at%)である。

【0016】次に、リフトオフ用ホトレジスト層を形成したあと、永久磁石膜であるCoCrPt40nmを積層し、縦バイアス印加層25を形成する。次に、電極膜26であるAu0.2μmを形成したあと、リフトオフ用レジスト層を除去する。さらに、真空中で1kOeの磁界を媒体対向面と垂直に印加しながら、230℃で4時間熱処理して、第1の反強磁性膜15であるMnPtをorder化し、本発明のQMRヘッドを作製する。

【0017】本実施例では、スピナバルブ膜の第1の反強磁性膜15としてMnPtを用いたが、特にこれに限定されることはなく、order系のMn-X1合金(X1: Ni, Pd, Au, Rh, Ru)を用いることもできる。さらに、第2の反強磁性膜16として、MnIrを用いたが、他のdisorder系のMn-X2合金(X2: Pt, Ni, Rh, Ru, Co, Fe, Pd)を用いることもできる。

【0018】

【表1】

表 1

材 料	膜厚(nm)	Ke(erg/cm ²)	Tb(℃)	熱処理温度(℃)
NiMn(o)	20	0.32	400	250
PtMn(o)	20	0.32	380	230
MnPt(o)/MnIr(d)	9	0.25	320	230
NiMn(o)/MnIr(d)	9	0.25	330	250
MnPt(o)/MnRh(d)	9	0.25	320	230
MnPt(o)/FeMn(d)	8	0.24	300	230
MnPt(o)/CoMnPt(d)	9	0.20	280	230
MnIr(d)	6	0.19	240	—
FeMn(d)	5	0.20	200	—

【0019】表1は、本発明の代表的なスピナバルブ膜の反強磁性膜の膜厚と、交換結合エネルギーKe、ブロッキング温度Tb及び熱処理温度をまとめたものである。比較のために、order系で代表的なNiMn及びPtMn、disorder系で代表的なMnIr及びFeMnの特性も合わせて示す。MnPt/MnIr積層膜は、Ke

が0.25 erg/cm²、Tbが320℃とdisorder系材料(MnIr, FeMn)に比較して大きく、これらの特性を得るための熱処理も従来のorder系材料(NiMn, PtMn)に比較して十分低い。さらに、膜厚を10nm以下に薄膜化できることが分かった。他の材料の積層膜についても同様で、高ブロッキング、高交換結合磁界が得ら

れ、且つ薄膜化が可能であることが分かった。

【0020】上記実施例では、磁気抵抗効果膜10を基板側から第1の強磁性膜11/非磁性導電性膜12/第2の強磁性膜13/第1の反強磁性膜15/第2の反強磁性膜16の順に積層したが、逆に基板側から第2の反強磁性膜16/第1の反強磁性膜15/第2の強磁性膜13/非磁性導電性膜12/第1の強磁性膜11と配置することもできる。

【0021】また本実施例では、縦バイアス印加層として永久磁石膜であるCoCrPtを用いたが、特にこれに限定されることはない。たとえば反強磁性膜を用いることも可能で、この場合下地膜として強磁性膜を形成する必要がある。この場合、第2の強磁性膜13の磁化を固定するための反強磁性膜14と、縦バイアス印加層に用いている反強磁性膜25の着磁方向がお互いに対して90°傾いているため、ブロッキング温度の異なる材料を用いる必要がある。

【0022】この時、第2の強磁性膜13/反強磁性膜14との間の交換結合磁界が、縦バイアス印加層25の強磁性膜/反強磁性膜との間の交換結合磁界よりも大きい方が好ましい。

【0023】また、さらに高感度対応のデュアル構造ヘッド及びTMR構造ヘッドに用いることも可能である。*

*【0024】

【発明の効果】磁気抵抗効果を呈する強磁性層と、それに密着する反強磁性層を備えた磁気抵抗効果型ヘッドにおいて、反強磁性層をorder系の反強磁性層とdisorder系の反強磁性層との積層構造とし、それぞれの膜厚を5nm以下、10nm以下に形成することにより、磁気抵抗効果膜の分流比が上がり、高い抵抗変化率が得られる。さらに、ブロッキング温度が、膜作製プロセス温度あるいは稼働時の上昇温度に比較して高く、信頼性の高い高感度な磁気抵抗効果型ヘッドを提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の実施例である磁気抵抗効果膜の概略を示す断面図。

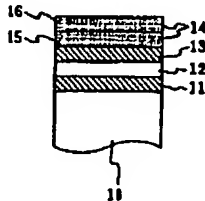
【図2】本発明の実施例である磁気抵抗効果型磁気ヘッドの概略断面図。

【符号の説明】

10、23…スピナバルブ構造の磁気抵抗効果膜、11、13…強磁性膜、12…非磁性導電性膜、14、15、16…反強磁性膜、20…磁気抵抗効果型ヘッド、21…基板、22…下地膜、24…保護膜、25…縦バイアス印加層、26…電極。

【図1】

図 1



【図2】

図 2

